

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

10.06.2004

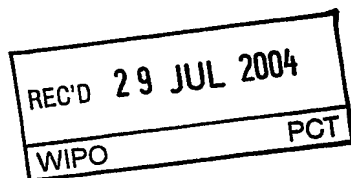
別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日
Date of Application: 2003年 6月12日

出 願 番 号
Application Number: 特願2003-167907
[ST. 10/C]: [JP2003-167907]

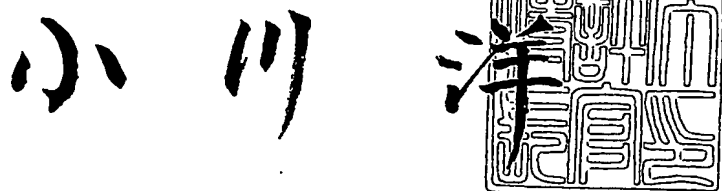
出 願 人
Applicant(s): J F E スチール株式会社



**PRIORITY
DOCUMENT**
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN
COMPLIANCE WITH RULE 17.1(a) OR (b)

2004年 7月14日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office



【書類名】 特許願
【整理番号】 2003SN0019
【あて先】 特許庁長官殿
【国際特許分類】 C22C 38/00
C21D 8/00

【発明者】

【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール
株式会社内

【氏名】 新宮 豊久

【発明者】

【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール
株式会社内

【氏名】 遠藤 茂

【発明者】

【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール
株式会社内

【氏名】 石川 信行

【発明者】

【住所又は居所】 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール
株式会社内

【氏名】 村岡 隆二

【特許出願人】

【識別番号】 000001258

【氏名又は名称】 JFEスチール株式会社

【代理人】

【識別番号】 100116230

【弁理士】

【氏名又は名称】 中濱 泰光

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 002347

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 0304196

【プルーフの要否】 要

【書類名】

明細書

【発明の名称】

低降伏比高強度高靱性鋼板及びその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、C：0.03～0.1%、Si：0.01～0.5%、Mn：1.2～2.5%、Mo：0.05～0.4%、Ti：0.005～0.04%、Al：0.08%以下を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とMo、Tiの合計量との比である $C/(Mo+Ti)$ が1.2～3.0であり、金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が3～20%であることを特徴とする低降伏比高強度高靱性鋼板。

【請求項2】 さらに、質量%で、Nb：0.005～0.07%および/またはV：0.005～0.1%を含有し、原子%でのC量とMo、Ti、Nb、Vの合計量との比である $C/(Mo+Ti+Nb+V)$ が1.2～3.0であることを特徴とする請求項1に記載の低降伏比高強度高靱性鋼板。

【請求項3】 さらに、質量%で、Cu：0.5%以下、Ni：0.5%以下、Cr：0.5%以下、B：0.005%以下の中から選ばれる1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1または請求項2に記載の低降伏比高強度高靱性鋼板。

【請求項4】 請求項1ないし請求項3のいずれかに記載の成分組成を有する鋼を、1000～1300℃の温度に加熱し、Ar3温度以上の圧延終了温度で熱間圧延した後、5℃/s以上の冷却速度で450～650℃まで加速冷却を行い、その後直ちに0.5℃/s以上の昇温速度で550～750℃まで再加熱を行うことを特徴とする、低降伏比高強度高靱性鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、建築、海洋構造物、ラインパイプ、造船、土木、建設機械等の分野での使用に好適な、低降伏比高強度高靱性鋼板とその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

近年、溶接構造用鋼材においては、高強度、高靱性に加え、耐震性の観点から低降伏比化も要求されている。一般に、鋼材の金属組織を、フェライトの様な軟質相の中に、ベイナイトやマルテンサイトなどの硬質相が適度に分散した組織にすることで、鋼材の低降伏比化が可能であることが知られている。

【0003】

上記のような軟質相の中に硬質相が適度に分散した組織を得る製造方法として、焼入れ（Q）と焼戻し（T）の中間に、フェライトとオーステナイトの2相域からの焼き入れ（Q'）を施す熱処理方法が知られている（例えば、特許文献1参照。）。この熱処理方法では、Q' 温度を適当に選択することにより、低降伏比化が達成可能であるが、熱処理工程数が増加するため、生産性の低下、製造コストの増加を招く。

【0004】

製造工程が増加することがない方法として、A_r3 温度以上で圧延終了後、鋼材の温度がフェライトが生成する A_r3 変態点以下になるまで加速冷却の開始を遅らせる方法が開示されている（例えば、特許文献2参照。）。しかし、圧延終了から加速冷却開始までの温度域を放冷程度の冷却速度で冷却する必要があるため、生産性が極端に低下する。

【0005】

特許文献1、特許文献2に開示されている様な複雑な熱処理を行わずに低降伏比化を達成する技術として、A_r3 変態点以上で鋼材の圧延を終了し、その後の加速冷却速度と冷却停止温度を制御することで、針状フェライトとマルテンサイトの2相組織とし、低降伏比化を達成する方法が知られている（例えば特許文献3参照。）。

【0006】

【特許文献1】

特開昭55-97425号公報

【0007】

【特許文献2】

特開昭55-41927号公報

【0008】

【特許文献3】

特開平1-176027号公報

【0009】

【発明が解決しようとする課題】

しかし、特許文献3に記載の技術では、その実施例が示すように、引張強さで 590 N/mm^2 (60 kg/mm^2) 級の鋼材とするために鋼材の炭素含有量を高めるか、あるいはその他の合金元素の添加量を増やした成分組成とする必要があるため、素材コストの上昇を招くだけでなく、溶接熱影響部靱性の劣化が問題となる。

【0010】

このように従来技術では、生産性を低下させることなく、また素材コストを上昇させることなく、溶接熱影響部靱性を劣化させることなく、低降伏比高強度高靱性鋼板を製造することは困難である。(Cを高めた時の問題がHAZ靱性のみということですので追加しました)

したがって本発明の目的は、このような従来技術の課題を解決し、多量の合金元素等を添加して素材コストを上昇させることなく、溶接熱影響部靱性を劣化させることなく、高製造効率、低コストで製造できる、低降伏比高強度高靱性鋼板及びその製造方法を提供することにある。

【0011】

【課題を解決するための手段】

このような課題を解決するための本発明の特徴は以下の通りである。

(1)、質量%で、C: 0.03~0.1%、Si: 0.01~0.5%、Mn: 1.2~2.5%、Mo: 0.05~0.4%、Ti: 0.005~0.04%、Al: 0.08%以下を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子%でのC量とMo、Tiの合計量との比である $C/(Mo+Ti)$ が1.2~3.0であり、金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの3相

組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が3～20%であることを特徴とする低降伏比高強度高靱性鋼板。

(2)、さらに、質量%で、Nb: 0.005～0.07%および/またはV: 0.005～0.1%を含有し、原子%でのC量とMo、Ti、Nb、Vの合計量との比である $C/(Mo+Ti+Nb+V)$ が1.2～3.0であることを特徴とする請求項1に記載の低降伏比高強度高靱性鋼板。

(3)、さらに、質量%で、Cu: 0.5%以下、Ni: 0.5%以下、Cr: 0.5%以下、B: 0.005%以下、Ca: 0.0005～0.003%の中から選ばれる1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1または請求項2に記載の低降伏比高強度高靱性鋼板。

(4)、(1)ないし(3)のいずれかに記載の成分組成を有する鋼を、1000～1300℃の温度に加熱し、Ar3温度以上の圧延終了温度で熱間圧延した後、5℃/s以上の冷却速度で450～650℃まで加速冷却を行い、その後直ちに0.5℃/s以上の昇温速度で550～750℃まで再加熱を行うことを特徴とする、低降伏比高強度高靱性鋼板の製造方法。

【0012】

【発明の実施の形態】

本発明者らは前記課題を解決するために、鋼板の製造方法、特に制御圧延後の加速冷却とその後の再加熱という製造プロセスについて鋭意検討した結果、以下の(a)～(c)の知見を得た。

【0013】

(a)、加速冷却過程でベイナイト変態途中すなわち未変態オーステナイトが存在する温度領域で冷却を停止し、その後直ちに再加熱を行うことにより、鋼板の金属組織を、フェライト、ベイナイトの混合相中に硬質相である島状マルテンサイト(以下MAと記載する。)が均一に生成した3相組織となり、低降伏比化が可能である。

【0014】

(b)、本プロセスを用いることで、加速冷却時のベイナイト変態による強化に加え、再加熱時の未変態オーステナイトからのフェライト変態時に析出する微

細析出物による析出強化が得られるため、合金元素が少ない低成分系の鋼においても高強度化が可能になる。そして、Mo、Tiを含有する鋼を用いることで、極めて微細なMoと、Tiとの複合炭化物の分散析出が得られ、また、NbやVを複合添加する場合でも、Ti、MoとNbおよび／またはVを含む複合炭化物を分散析出させることによってフェライト相の高強度化が達成できる。

【0015】

(c)、上記(a)、(b)の効果は、Mn等の焼入性向上元素を添加しMAの生成を促進すると共に、Mo、Ti等の炭化物形成元素を添加した鋼を用いることで得られる。

【0016】

本発明は上記の知見により得られたもので、圧延後の加速冷却によって生成したベイナイト相と、その後の再加熱によって生じるTi、Moを基本として含有する析出物が分散析出したフェライト相と、硬質相であるMAが均一に生成した3相組織を有する低降伏比高強度高靱性鋼板に関するものである。

【0017】

以下、本発明の高強度鋼板について詳しく説明する。まず、本発明の高強度鋼板の組織について説明する。

【0018】

本発明では、フェライト相、ベイナイト相に硬質相であるMAが均一に生成した組織とすることで、低降伏比化を達成している。本発明における、MA生成のメカニズムは以下の通りである。まず、加速冷却をベイナイト変態途中すなわち未変態オーステナイトが存在する温度域で終了し、その後に再加熱を行うことで未変態オーステナイトからのフェライト変態を生じるが、その際にCが未変態オーステナイトに排出されるため、フェライト変態が進行するに従ってオーステナイト中のC量が増加する。このとき、焼き入れ性を高め、オーステナイト安定化元素である、Mn、Cu、Ni等が一定以上含有されていると、再加熱終了時でもCが濃縮した未変態オーステナイトが残存し、その後の冷却でMAへと変態するものである。本発明では、ベイナイト変態途中で加速冷却を停止し、その後連続的に再加熱を行うことで、製造効率を低下させることなく硬質相であるMAを生

成させることができ、硬質相を含んだ複合組織である 3 相組織とすることで低降伏比が達成できる。3 相組織中の MA の割合は、MA の面積分率（鋼板の任意の断面における MA の面積の割合）で、3 ～ 20 % とする。MA の面積分率が 3 % 未満では低降伏比化を達成するには不十分であり、また 20 % を超えると母材靱性を劣化させる場合がある。

【0019】

また、高強度化を達成するために、加速冷却時のベイナイト変態による変態強化と、加速冷却後に再加熱してフェライト中に析出する微細析出物による析出強化を複合して活用することにより、合金元素を多量に添加することなく高強度化を達成する。フェライト相は延性に富んでおり、一般的には軟質であるが、本発明では以下に述べる微細な析出物により高強度化する。合金元素を多量に添加しない場合には、加速冷却で得られるベイナイト単相組織だけでは強度不足であるが、析出強化されたフェライト相により十分な強度を有するものとなる。析出強化を活用した鋼板では一般的に高降伏比となるが、本発明では他相と硬度差の大きな MA を均一に生成させることにより低降伏化を実現している。

【0020】

フェライトとベイナイトと MA との 3 相組織に、パーライトなどの異なる金属組織が 1 種または 2 種以上混在する場合は、強度が低下するため、フェライト相、ベイナイト相および MA 以外の組織分率は少ない程良い。しかし、フェライト相、ベイナイト相および MA 以外の組織の体積分率が低い場合は影響が無視できるため、トータルの体積分率で 3 % 以下の他の金属組織を、すなわちパーライトやセメンタイト等を 1 種または 2 種以上含有してもよい。また、強度確保の観点からフェライトの体積分率を 5 % 以上に、母材の靱性確保の観点からベイナイトの体積分率を 10 % 以上にする事が望ましい。

【0021】

次に、上記のフェライト相内に析出する微細な析出物について説明する。

【0022】

本発明の鋼板では、フェライト相中の Mo と Ti とを基本として含有する析出物による析出強化を利用している。Mo 及び Ti は鋼中で炭化物を形成する元素

であり、MoC、TiCの析出により鋼を強化することは従来行われているが、本発明ではMoとTiを複合添加して、MoとTiとを基本として含有する複合炭化物を鋼中に微細に分散析出させることにより、MoCまたはTiCの析出強化の場合に比べて、より大きな強度向上効果が得られることが特徴である。この従来にない大きな強度向上効果は、MoとTiとを基本として含有する複合炭化物が安定でかつ成長速度が遅いので、粒径が10nm未満の極めて微細な析出物が得られることによるものである。

【0023】

MoとTiとを基本として含有する複合炭化物は、Mo、Ti、Cのみで構成される場合は、MoとTiの合計とCとが原子比で1：1の付近で化合しているものであり、高強度化に非常に効果がある。本発明では、Nbおよび／またはVを複合添加することにより、析出物がMo、TiとNbおよび／またはVを含んだ複合炭化物となり、同様の析出強化が得られることを見出した。

【0024】

本発明の鋼板は以上のように、析出物が微細析出したフェライトと、ベイナイトと、MAとの3相からなる複合組織を有するが、このような組織は以下のような組成の鋼を用いて、以下のような方法で製造することにより得ることができる。

【0025】

まず、本発明の高強度鋼板の化学成分について説明する。以下の説明において％で示す単位は全て質量％である。

【0026】

C：0.03～0.1％とする。Cは炭化物として析出強化に寄与し、且つMA生成に重要な元素であるが、0.03％未満ではMAの生成に不十分であり、また十分な強度が確保できない。0.1％を超える添加はHAZ靱性を劣化させるため、C含有量を0.03～0.1％未満に規定する。

【0027】

Si：0.01～0.5％とする。Siは脱酸のため添加するが、0.01％未満では脱酸効果が十分でなく、0.5％を超えると靱性や溶接性を劣化させるた

め、Si含有量を0.01～0.5%に規定する。

【0028】

Mn: 1.2～2.5%とする。Mnは強度、韌性向上、更に焼き入れ性を向上しMA生成を促すために添加するが、1.2%未満ではその効果が十分でなく、2.5%を超えると韌性ならびに溶接性が劣化するため、Mn含有量を1.2～2.5%に規定する。成分や製造条件の変動によらず、安定してMAを生成するためには、1.5%以上の添加が望ましい。

【0029】

Mo: 0.05～0.4%とする。Moは本発明において重要な元素であり、0.05%以上含有させることで、熱間圧延後冷却時のパーライト変態を抑制しつつ、Tiとの微細な複合析出物を形成し、強度上昇に大きく寄与する。しかし、Moは微細炭化物を形成する元素の一つでありCを消費するため、0.4%を超えるとMA生成に必要な余剰Cが不足することから、Mo含有量を0.05～0.4%に規定する。

【0030】

Ti: 0.005～0.04%とする。TiはMoと同様に本発明において重要な元素である。0.005%以上添加することで、Moと複合析出物を形成し、強度上昇に大きく寄与する。しかし、0.04%を超える添加は溶接熱影響部韌性の劣化を招くため、Ti含有量は0.005～0.04%に規定する。

【0031】

本発明の高強度鋼板は上記の成分の鋼を用いることで、TiとMoを含有する複合炭化物の微細析出物が得られるが、析出強化を最大限に利用し且つMAを生成させるためには、炭化物を形成する元素の含有量の割合を以下のように制限することが必要である。すなわち、原子%でのC量とMo、Tiの合計量との比である、 $C/(Mo+Ti)$ を1.2～3.0とする。本発明による高強度化はTi、Moを含む析出物によるものである。この複合析出物による析出強化を有効に利用するためには、C量と炭化物形成元素であるMo、Ti量の関係が重要であり、これらの元素を適正なバランスのもとで添加することによって、熱的に安定かつ非常に微細な複合析出物を得ることが出来る。また、低降伏比化を達成する

ためには、析出物で消費されるCより過剰にCを添加する必要がある。このとき原子%でのC量とMo、Tiの合計量との比である、 $C / (Mo + Ti)$ の値が1.2未満の場合、Cが全て微細複合析出物に消費され、MAが生成しないため低降伏比化が達成できない。また、原子%でのC量とMo、Tiの合計量との比である $C / (Mo + Ti)$ の値が3.0を超える場合はCが過剰であり、溶接熱影響部に島状マルテンサイトなどの硬化組織が形成し溶接熱影響部靱性の劣化を招くため、 $C / (Mo + Ti)$ の値を1.2~3.0とする。なお、質量%の含有量を用いる場合には、各元素記号を質量%での各元素の含有量として $(C / 12.01) / (Mo / 95.9 + Ti / 47.9)$ の値を1.2~3.0とする。

【0032】

Al: 0.08%以下とする。Alは脱酸剤として添加されるが、0.08%を超えると鋼の清浄度が低下し、靱性が劣化するため、Al含有量は0.08%以下に規定する。好ましくは、0.01~0.08%とする。

【0033】

Nbおよび/またはVは、Ti及びMoとともに微細複合炭化物を形成するので、本発明の鋼板は、Nbおよび/またはVを含有してもよい。

【0034】

Nb: 0.005~0.07%とする。Nbは組織の微細粒化により靱性を向上させるが、Ti及びMoと共に複合析出物を形成し、強度上昇に寄与する。しかし、0.005%未満では効果がなく、0.07%を超えると溶接熱影響部の靱性が劣化するため、Nb含有量は0.005~0.07%に規定する。

【0035】

V: 0.005~0.1%とする。VもNbと同様にTi及びMoと共に複合析出物を形成し、強度上昇に寄与する。しかし、0.005%未満では効果がなく、0.1%を超えると溶接熱影響部の靱性が劣化するため、V含有量は0.005~0.1%に規定する。

【0036】

Nbおよび/またはVを含有する場合には、原子%でのC量とMo、Ti、Nb、Vの合計量の比である、 $C / (Mo + Ti + Nb + V)$ は1.2~3.0と

する。本発明による高強度化はTi、Moを含む析出物によるが、Nbおよび／またはVを含有する場合はそれらを含んだ複合析出物（主に炭化物）となる。このとき各元素の原子%の含有量で表される、 $C / (Mo + Ti + Nb + V)$ の値が1.2未満の場合、Cが全て微細複合析出物に消費され、MAが生成しないため低降伏比化が達成できない。また、3.0を超える場合はCが過剰であり、溶接熱影響部に島状マルテンサイトなどの硬化組織が形成し溶接熱影響部靱性の劣化を招くため、 $C / (Mo + Ti + Nb + V)$ の値を1.2～3.0とする。なお、質量%の含有量を用いる場合には、各元素記号を質量%での各元素の含有量として $(C / 12.01) / (Mo / 95.9 + Ti / 47.9 + Nb / 92.91 + V / 50.94)$ の値を1.2～3.0とする。

【0037】

本発明では、鋼板の強度靱性をさらに改善し、且つ焼き入れ性を向上させMAの生成を促す目的で、以下に示すCu、Ni、Cr、B、Caの1種又は2種以上を含有してもよい。

【0038】

Cu：0.5%以下とする。Cuは靱性の改善と強度の上昇に有効な元素であるが、多く添加すると溶接性が劣化するため、添加する場合は0.5%を上限とする。

【0039】

Ni：0.5%以下とする。Niは靱性の改善と強度の上昇に有効な元素であるが、多く添加するとコスト的に不利になり、また、溶接熱影響部靱性が劣化するため、添加する場合は0.5%を上限とする。

【0040】

Cr：0.5%以下とする。CrはMnと同様に低Cでも十分な強度を得るために有効な元素であるが、多く添加すると溶接性を劣化するため、添加する場合は0.5%を上限とする。

【0041】

B：0.005%以下とする。Bは強度上昇、HAZ靱性改善に寄与する元素であるが、0.005%を超えて添加すると溶接性を劣化させるため、添加する

場合は0.005%以下とする。

【0042】

Ca: 0.0005~0.003%とする。Caは硫化物系介在物の形態を制御して靱性を改善する。0.0005%以上でその効果が現れ、0.003%を超えると効果が飽和し、逆に清浄度を低下させて靱性を劣化させるため、添加する場合には0.0005~0.003%とする。

【0043】

上記以外の残部は実質的にFeからなる。残部が実質的にFeからなるとは、本発明の作用効果を無くさない限り、不可避不純物をはじめ、他の微量元素を含有するものが本発明の範囲に含まれ得ることを意味する。

【0044】

次に、本発明の高強度鋼板の製造方法について説明する。

【0045】

本発明の高強度鋼板は上記の成分組成を有する鋼を用い、加熱温度: 1000~1300℃、圧延終了温度: Ar3温度以上で熱間圧延を行い、その後5℃/s以上の冷却速度で450~600℃まで加速冷却を行い、その後直ちに0.5℃/s以上の昇温速度で550~750℃の温度まで再加熱を行うことで、金属組織をフェライトとベイナイトの2相組織とし、MoとTiとを主体とする微細な複合炭化物をフェライト相中に分散析出することができる。ここで、温度は鋼板の平均温度とする。以下、各製造条件について詳しく説明する。

【0046】

加熱温度: 1000~1300℃とする。加熱温度が1000℃未満では炭化物の固溶が不十分で必要な強度ならびに降伏比が得られず、1300℃を超えると母材靱性が劣化するため、1000~1300℃とする。

【0047】

圧延終了温度: Ar3温度以上とする。圧延終了温度がAr3温度未満であると、その後のフェライト変態速度が低下するため、再加熱によるフェライト変態時に十分な微細析出物の分散析出が得られず、強度が低下する。また、再加熱時の未変態オーステナイトへのCの濃縮が不十分となりMAが生成しないため、圧

延終了温度を A_r3 温度以上とする。

【0048】

圧延終了後、直ちに $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で冷却する。冷却速度が $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では冷却時にパーライトを生成するため、MAが生成せず、またベイナイトによる強化が得られないため、十分な強度が得られない。よって、圧延終了後の冷却速度を $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上に規定する。このときの冷却方法については製造プロセスによって任意の冷却設備を用いることが可能である。本発明では、加速冷却によりベイナイト変態領域まで過冷することにより、その後の再加熱時に温度保持することなくフェライト変態を完了させることが可能である。

【0049】

冷却停止温度: $450\sim650^{\circ}\text{C}$ とする。このプロセスは本発明において、重要な製造条件である。本発明では再加熱後に存在するCの濃縮した未変態オーステナイトがその後の空冷時にMAへと変態する。すなわち、ベイナイト変態途中の未変態オーステナイトが存在する温度域で冷却を停止する必要がある。冷却停止温度が 450°C 未満では、ベイナイト変態が完了するため空冷時にMAが生成せず低降伏比化が達成できない。 650°C を超えると冷却中にパーライトが析出するため微細炭化物の析出が不十分となり十分な強度が得られず、また、パーライトにCが消費されMAが生成しないため、加速冷却停止温度を $450\sim650^{\circ}\text{C}$ に規定する。MA生成の観点からは、好ましくは $500\sim650^{\circ}\text{C}$ であり、より好ましくは $530\sim650^{\circ}\text{C}$ である。

【0050】

加速冷却停止後直ちに $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の昇温速度で $550\sim750^{\circ}\text{C}$ の温度まで再加熱を行う。硬質相の強化に寄与する微細析出物は、再加熱時に析出する。このような微細析出物を得るためには、加速冷却後直ちに $550\sim700^{\circ}\text{C}$ の温度域まで再加熱する必要がある。昇温速度が $0.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では、目的の再加熱温度に達するまでに長時間を要するため製造効率が悪化し、またパーライト変態が生じるため、微細析出物の分散析出が得られず十分な強度を得ることができない。再加熱温度が 550°C 未満では十分な析出駆動力が得られず微細析出物の量が少ないため、十分な析出強化が得られず、 750°C を超えると析出物が粗

大化し十分な強度が得られないため、再加熱の温度域を 550～750℃に規定する。確実にフェライト変態させるためには、冷却後の温度より 50℃以上昇温することが望ましい。再加熱温度において、特に温度保持時間を設定する必要はない。本発明の製造方法を用いれば再加熱後直ちに冷却しても、十分な微細析出物が得られるため高い強度が得られる。しかし、十分な微細析出物を確保するために、30分以内の温度保持を行うことができる。30分を超えて温度保持を行うと、析出物の粗大化を生じ強度が低下する場合がある。また、再加熱後の冷却過程において冷却速度によらず微細析出物は粗大化しないため、再加熱後の冷却速度は基本的には空冷とすることが好ましい。

【0051】

図1に上記の製造方法を用いて製造した本発明鋼板（0.05mass% C－1.5mass%Mn－0.2mass%Mo－0.01mass%Ti）を走査型電子顕微鏡（SEM）で観察した写真を示す。図1によれば、フェライト（F）、ベイナイト（B）の混合組織に、MA（M）が均一に生成している様子が確認できる。

【0052】

加速冷却後の再加熱を行うための設備として、加速冷却を行うための冷却設備の下流側に加熱装置を設置することができる。加熱装置としては、鋼板の急速加熱が可能であるガス燃焼炉や誘導加熱装置を用いる事が好ましい。誘導加熱装置は均熱炉等に比べて温度制御が容易でありコストも比較的安く、冷却後の鋼板を迅速に加熱できるので特に好ましい。また複数の誘導加熱装置を直列に連続して配置することにより、ライン速度や鋼板の種類・寸法が異なる場合にも、通電する誘導加熱装置の数を任意に設定するだけで、昇温速度、再加熱温度を自在に操作することが可能である。

【0053】

本発明の製造方法を実施するための設備の一例を図2に示す。図2に示すように、圧延ライン1には上流から下流側に向かって熱間圧延機3、加速冷却装置4、インライン型誘導加熱装置5、ホットレベラー6が配置されている。インライン型誘導加熱装置5あるいは他の熱処理装置を、圧延設備である熱間圧延機3お

よびそれに引き続く冷却設備である加速冷却装置 4 と同一ライン上に設置する事によって、圧延、冷却終了後迅速に再加熱処理が行えるので、圧延冷却後の鋼板温度を過度に低下させることなく加熱することができる。

【0054】

【実施例】

表 1 に示す化学成分の鋼（鋼種 A ～ Q）を連続鋳造法によりスラブとし、これを用いて板厚 18、26 mm の厚鋼板（No. 1 ～ 29）を製造した。

【0055】

【表1】

鋼種	(質量%)													→(原子%)	備考
	C	Si	Mn	Mo	Ti	Al	Nb	V	Cu	Ni	Cr	B	Ar3(°C)	C/(Mo+Ti+Nb+V)	
A	0.051	0.18	1.55	0.20	0.019	0.038							754	1.71	化学成分が 本発明の 範囲内
B	0.058	0.22	1.61	0.12	0.023	0.036		0.049					754	1.79	
C	0.045	0.19	1.76	0.15	0.015	0.032	0.045						743	1.59	
D	0.055	0.21	1.52	0.21	0.011	0.035	0.038	0.045					755	1.23	
E	0.052	0.18	1.81	0.11	0.011	0.031	0.041	0.035					740	1.73	
F	0.051	0.21	1.51	0.11	0.010	0.031	0.045	0.049	0.31	0.16			750	1.52	
G	0.045	0.22	1.65	0.12	0.009	0.032	0.041	0.044			0.15		752	1.37	
H	0.061	0.15	1.52	0.21	0.013	0.031	0.016	0.038				0.0004	753	1.50	
I	0.065	0.26	1.91	0.25	0.020	0.030	0.041	0.052					717	1.21	
J	0.072	0.19	1.81	0.11	0.011	0.024	0.045	0.045					734	2.18	
K	0.042	0.16	1.52	0.21	0.069	0.033							759	0.96	化学成分が 本発明の 範囲外
L	0.051	0.24	1.45	0.23	0.001	0.031		0.039					760	1.33	
M	0.045	0.21	1.75	0.01	0.025	0.028	0.045	0.044					755	1.90	
N	0.065	0.22	1.54	0.42	0.022	0.026	0.021						733	1.07	
O	0.012	0.19	1.55	0.25	0.015	0.031	0.039	0.050	0.21	0.09	0.15		751	0.23	
P	0.122	0.22	1.25	0.11	0.012	0.033	0.025					0.0007	763	6.10	
Q	0.046	0.05	0.75	0.15	0.022	0.031	0.033	0.031					824	1.28	

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

※下線は本発明の範囲外であることを示す

【0056】

加熱したスラブを熱間圧延により圧延した後、直ちに水冷型の加速冷却設備を用いて冷却を行い、誘導加熱炉またはガス燃焼炉を用いて再加熱を行った。誘導加熱炉は加速冷却設備と同一ライン上に設置した。各鋼板（No. 1～29）の製造条件を表2に示す。

【0057】

以上のようにして製造した鋼板の引張特性を測定した。測定結果を表2に併せて示す。引張特性は、圧延垂直方向の全厚試験片を引張試験片として引張試験を行い、引張強度を測定した。引張強度580MPa以上を本発明に必要な強度とし、降伏比80%以下を本発明に必要な降伏比とした。母材靱性については、圧延垂直方向のフルサイズシャルピーVノッチ試験片を用いシャルピー試験を行い、 -10°C での吸収エネルギーが200J以上のものを良好とした。

【0058】

溶接熱影響部（HAZ）靱性については、再現熱サイクル装置によって入熱40kJ/cmに相当する熱履歴を加えた試験片を用いてシャルピー試験を行った。そして、 -10°C でのシャルピー吸収エネルギーが100J以上のものを良好とした。

【0059】

【表 2】

No.	鋼種	板厚 (mm)	加熱 温度 (°C)	圧延 終了 温度 (°C)	冷却 速度 (°C/s)	冷却 停止 温度 (°C)	再加熱 設備	再 加熱 速度 (°C/s)	再 加熱 温度 (°C)	MA 面積 分率 (%)	引張 強度 (MPa)	降伏 比 (%)	母材 靱性 (J)	HAZ 靱性 (J)	備考
1	A	18	1200	870	35	510	誘導加熱炉	29	620	5	620	78	345	169	本 発 明 例
2	B	"	"	"	38	510	誘導加熱炉	25	660	6	648	75	333	160	
3	C	"	"	"	36	560	誘導加熱炉	32	650	7	698	75	340	166	
4	"	"	"	"	29	540	誘導加熱炉	25	580	5	640	77	342	165	
5	D	"	"	"	32	550	誘導加熱炉	30	650	8	691	75	329	171	
6	"	"	1150	"	42	610	誘導加熱炉	25	670	9	675	74	334	169	
7	"	"	1250	"	25	580	ガス燃焼炉	1.5	640	8	685	76	328	172	
8	"	26	1200	"	26	550	誘導加熱炉	21	620	9	642	74	328	173	
9	E	18	"	"	31	550	ガス燃焼炉	1.2	650	8	740	75	320	159	
10	"	"	"	"	33	570	誘導加熱炉	28	700	10	761	73	309	160	
11	F	"	"	"	29	540	ガス燃焼炉	1.3	650	8	725	75	324	175	
12	G	"	"	"	30	560	誘導加熱炉	30	660	7	675	76	334	165	
13	"	"	"	780	32	540	ガス燃焼炉	1.6	650	6	668	74	320	166	
14	H	"	"	920	37	540	誘導加熱炉	30	640	7	659	75	345	168	
15	"	26	"	870	26	520	誘導加熱炉	26	570	5	629	76	324	165	
16	I	18	"	"	41	560	誘導加熱炉	32	650	8	820	75	298	139	
17	J	"	"	"	39	600	ガス燃焼炉	1.5	680	7	803	75	329	155	
18	H	18	<u>970</u>	870	33	500	誘導加熱炉	36	600	<u>0</u>	<u>570</u>	<u>87</u>	350	158	比 較 例
19	"	"	1200	<u>700</u>	"	500	誘導加熱炉	32	640	<u>0</u>	<u>571</u>	<u>85</u>	269	153	
20	"	"	"	870	<u>1</u>	500	誘導加熱炉	30	650	<u>0</u>	<u>565</u>	<u>88</u>	287	155	
21	"	"	"	"	"	<u>350</u>	誘導加熱炉	38	660	<u>0</u>	652	<u>88</u>	309	159	
22	"	"	"	"	"	<u>700</u>	ガス燃焼炉	1.6	640	<u>0</u>	<u>570</u>	<u>87</u>	322	166	
23	K	26	1200	870	25	500	誘導加熱炉	35	650	<u>0</u>	740	<u>91</u>	245	<u>41</u>	
24	L	"	"	"	24	500	誘導加熱炉	30	650	4	<u>561</u>	77	334	164	
25	M	18	"	"	40	490	誘導加熱炉	29	660	5	<u>565</u>	76	328	<u>52</u>	
26	N	"	"	"	42	510	誘導加熱炉	32	640	<u>0</u>	710	<u>90</u>	284	<u>74</u>	
27	O	"	"	"	38	480	誘導加熱炉	34	640	<u>0</u>	<u>558</u>	<u>92</u>	365	187	
28	P	"	"	"	35	500	誘導加熱炉	31	650	6	745	75	254	<u>55</u>	
29	Q	"	"	"	36	500	ガス燃焼炉	1.7	650	<u>0</u>	615	<u>89</u>	351	198	

※下線は本発明の範囲外であることを示す。

【0060】

表2において、本発明例であるNo. 1～17はいずれも、化学成分および製造方法が本発明の範囲内であり、引張強度580MPa以上の高強度で降伏比80%以下の低降伏比であり、母材ならびに溶接熱影響部の靱性は良好であった。また、鋼板の組織はフェライト、ベイナイト、島状マルテンサイトの3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率は3～20%の範囲内であった。また、透過型電子顕微鏡観察、エネルギー分散型X線分光法による分析の結果、フェライト

相中にTiとMo、一部の鋼板についてはさらにNbおよび／またはVを含む粒径10nm未満の微細な複合炭化物の分散析出が観察された。

【0061】

No.18～22は、化学成分は本発明の範囲内であるが、製造方法が本発明の範囲外であるため、組織がフェライト、ベイナイトであり、降伏比が不十分であった。No.23～29は化学成分が本発明の範囲外であるので、十分な強度が得られないか、降伏比が高いか、靱性が劣っていた。

【0062】

【発明の効果】

以上述べたように、本発明によれば、低降伏比高強度高靱性鋼板を、溶接熱影響部靱性を劣化させることなく、多量の合金元素を添加することなく、低コストで製造することができる。このため建築、海洋構造物、ラインパイプ、造船、土木、建設機械等の溶接構造物に使用する鋼板を、安価で大量に安定して製造することができ、生産性および経済性を著しく高めることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の鋼板を走査型電子顕微鏡（SEM）で観察した写真。

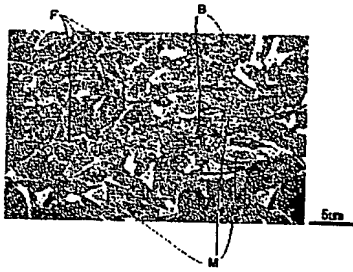
【図2】本発明の製造方法を実施するための製造ラインの一例を示す概略図。

【符号の説明】

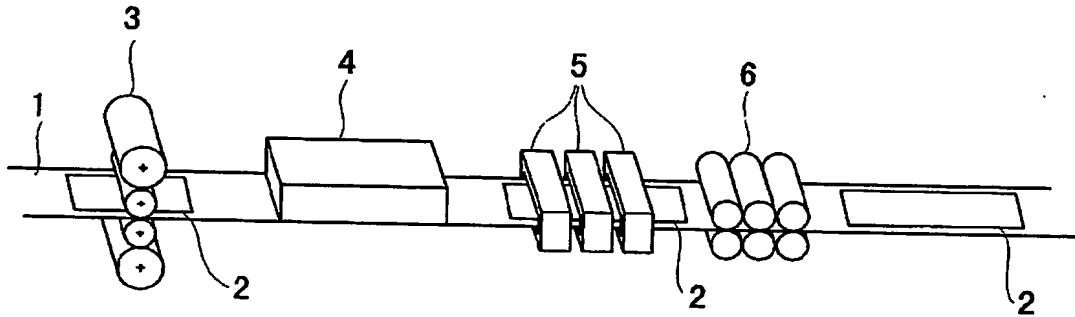
- 1：圧延ライン、
- 2：鋼板、
- 3：熱間圧延機、
- 4：加速冷却装置、
- 5：インライン型誘導加熱装置、
- 6：ホットレベラー、
- F：フェライト、
- B：ベイナイト、
- M：MA（島状マルテンサイト）

【書類名】 図面

【図 1】



【図 2】



【書類名】

要約書

【要約】

【課題】 多量の合金元素等を添加して素材コストを上昇させることなく、溶接熱影響部靱性を劣化させることなく、高製造効率、低コストで製造できる、低降伏比高強度高靱性鋼板及びその製造方法を提供すること。

【解決手段】 質量％で、C：0.03～0.1％、Si：0.01～0.5％、Mn：1.2～2.5％、Mo：0.05～0.4％、Ti：0.005～0.04％、Al：0.08％以下を含有し、残部が実質的にFeからなり、原子％でのC量とMo、Tiの合計量との比である $C/(Mo+Ti)$ が1.2～3.0であり、金属組織が実質的にフェライトとベイナイトと島状マルテンサイトとの3相組織であり、島状マルテンサイトの面積分率が3～20％であることを特徴とする低降伏比高強度高靱性鋼板を用いる。

【選択図】

図1

認定・付加情報

特許出願の番号	特願 2003-167907
受付番号	50300984975
書類名	特許願
担当官	第五担当上席 0094
作成日	平成15年 6月13日

<認定情報・付加情報>

【提出日】	平成15年 6月12日
-------	-------------

特願 2003-167907

ページ: 1/E

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[000001258]

1. 変更年月日
[変更理由]

2003年 4月 1日

名称変更

住所変更

住 所
氏 名

東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
J F E スチール株式会社